

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number 06220564 A

(43) Date of publication of application: 09.08.94

(51) Int. Cl.

C22C 21/06

C22F 1/047

(21) Application number: 04361359

(22) Date of filing: 28.12.92

(71) Applicant: NIPPON LIGHT METAL CO

LTDNIKKEI TECHNO RES CO LTD

(72) Inventor: TSUCHIDA TAKAYUKI
SHIMADA KAORU
MORIYAMA TAKESHI
SUZUKI TOSHIAKI

(54) ALUMINUM ALLOY EXCELLENT IN CORROSION
RESISTANCE AND UNDERCOAT COATING
TREATABILITY AND ITS PRODUCTION

(57) Abstract:

PURPOSE: To obtain an aluminum alloy sheet excellent in chemical conversion treating property, corrosion resistance, adhesion of coated film, etc.

CONSTITUTION: This alloy sheet is an aluminum alloy sheet which contains, by weight, 2.5-5.5% Mg, 0.05-0.4% Cu, 0.005-0.2% Mn, 0.005-0.1% Cr, 0.01-0.05%

Ti, $\leq 0.08\%$ Si, $\leq 0.1\%$ Fe, and 0.0001-0.01% Be and further contains, if necessary, one or ≤ 2 kinds among 0.001-0.1% Zr, 0.001-0.1% V, and 0.0001-0.01% B and in which A=Mg-10xCu-1000Be[w.t. %] is regulated to ≤ 4 and B=Mg/(Al+O) [atomic%] is ≤ 0.3 in the position, where Mg concentration reaches a peak with respect to a depth direction in the material surface after solution heat treatment, and also Mg concentration in the surface layer part is regulated to $\leq 20\%$.

COPYRIGHT: (C)1994,JPO&Japio

(19)日本国特許庁(J P)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-220564

(43)公開日 平成6年(1994)8月9日

(51)Int.Cl.⁵
 C 22 C 21/06
 C 22 F 1/047

識別記号 執内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数6 FD (全9頁)

(21)出願番号	特願平4-361359	(71)出願人	000004743 日本軽金属株式会社 東京都港区三田3丁目13番12号
(22)出願日	平成4年(1992)12月28日	(71)出願人	000152402 株式会社日経技研 東京都港区三田3丁目13番12号
		(72)発明者	土田 孝之 静岡県庵原郡庵原町庵原1丁目34番1号 株式会社日経技研内
		(72)発明者	島田 煉 静岡県庵原郡庵原町庵原1丁目34番1号 株式会社日経技研内
		(74)代理人	弁理士 小倉 豆
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金及びその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】化成処理性、耐食性、塗膜密着性等に優れたアルミニウム合金板。

【構成】重量%で、Mg:2.5~5.5, Cu:0.05~0.4, Mn:0.005~0.2, Cr:0.005~0.1, Ti:0.01~0.05, 0.08以下、Fe:0.1以下、Be:0.0001~0.01、更に必要に応じZr:0.001~0.1, V:0.001~0.1及びB:0.0001~0.01の1種又は2種以上を含み、A=Mg-10×Cu-100Be【重量%】が4以下で、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に沿しMg濃度がピークとなる位置でB=Mg/(A+O)【原子%】が0.3以下で、表層部のMg濃度が20%以下のアルミニウム合金板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mg : 2.5~5.5重量%, Cu : 0.05~0.4重量%, Mn : 0.005~0.2重量%, Cr : 0.005~1.0重量%, Ti : 0.01~0.05重量%, Si : 0.08重量%以下, Fe : 0.1重量%以下及びBe : 0.0001~0.01重量%を含み、A=Mg%-10×Cu%-1000Be%【重量%】で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向にMg濃度がピークとなる位置でB=Mg%/（A1%+O%）【原子%】で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にCAであることを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金。

【請求項2】 Mg : 2.5~5.5重量%, Cu : 0.05~0.4重量%, Mn : 0.005~0.2重量%, Cr : 0.005~0.1重量%, Ti : 0.01~0.05重量%, Si : 0.08重量%以下, Fe : 0.1重量%以下及びBe : 0.0001~0.01重量%を含み、更にZr : 0.001~0.1重量%, V : 0.001~0.1重量%及びB : 0.0001~0.01重量%の1種又は2種以上を含み、A=Mg%-10×Cu%-1000Be%【重量%】で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向にMg濃度がピークとなる位置でB=Mg%/（A1%+O%）【原子%】で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にCAであることを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金。

【請求項3】 請求項1又は2記載のアルミニウム合金錠塊から製造された冷延板に対し、100°C/秒以上の昇温速度で誘導加熱し、450~520°Cの温度範囲に3秒以下保持し、次いで1°C/秒以上の冷却速度で常温まで冷却する溶体化処理を施すことを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金の製造方法。

【請求項4】 請求項3記載の溶体化処理に引き続いだ、110~160°Cに1~3時間加热する安定化処理を行うことを特徴とする耐食性、塗装下地処理性に優れたアルミニウム合金の製造方法。

【請求項5】 請求項3記載の冷延板は、430~450°Cに1~24時間加热する第1段の均質化処理、480~550°Cに1~12時間加热する第2段の均質化処理、熱延開始温度500°C以下及び熱延終了温度370~420°Cの熱間圧延、加工率70~90%の冷間圧延を経て製造されたものであるアルミニウム合金の製造方法。

【請求項6】 請求項5記載の冷間圧延の途中で中間焼純が行われるアルミニウム合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、耐食性、塗装下地処理性等に優れたアルミニウム合金及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車外板用に用いられるアルミニウム合金には塗装を施してから用いられるものが一般的であり、そのため優れた塗装下地処理性を要求される。また、塗装後の耐食性、特に耐食性が要求される。塗装下地処理性は、クロム酸を使用したクロメート処理で付与していた。しかし、クロム酸使用による環境への影響の問題及び冷延鋼板とアルミニウム合金板との同時塗装下地処理への要求から、現状では冷延鋼板の場合同様リエン酸亜鉛処理が用いられることが多くなっている。冷延鋼板との同時リエン酸亜鉛処理の際、アルミニウム合金板表面に十分な下地処理が行われるために、アルミニウム合金表面の性状が問題となる。

【0003】自動車用外板に多用されているAl-Mg系合金は、通常の場合と同様にDC鍛造、均質化熱処理、熱間圧延、冷間焼純、冷間圧延、最終焼純により製造される。また、成形性、ストレッチチャーストライン対策等を考慮して最終焼純古高温で行なわれるようになってきている。しかし、最終焼純においてMgが表面に集積してMgOになり、それが下地処理性を阻害し、ひいては耐食性、特に耐食性に悪影響を及ぼす。特に表面でのMg濃度が20%を超えると、耐食性が著しく劣化する。

【0004】

【発明の解決しようとする課題】表層部におけるMg濃度の上昇を抑制するため、製造工程中に酸又はアルカリによる洗浄工程を取り入れる方法^{特開平3-111532号公報}で示されている。この場合でも、熱処理によりアルミニウム合金板表面にMgが分散し表面近傍で酸化され表面近傍のMgOを低減することは難い。また、最終熱処理完了後に酸又はアルカリ等による洗浄を行なうと、製品板表面に擦り傷発生の問題を生じる。しかも、洗浄工程を余分に必要とすることから、製造コストを上昇させる要因となる。したがって、できるならば洗浄工程なし、より安価で優れた下地処理性をもったアルミニウム合金板が製造できることを望まっている。このためには、アルミ板表面へのMgの偏析を効果的に防止することが必要である。

【0005】また、特開平3-287739号公報では、Al-Mg-Cu-Cr系において結晶組織等を等軸晶で微細化することにより下地処理性、耐食性等を改善したアルミニウム合金が示されている。しかし、このアルミニウム合金においても、表層部にMgが偏析する傾向がみられ、良好な下地処理性が得られない場合がある。また、極端にMgが濃縮したものでは、耐食性的劣化が著しい。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、成分調整及び熱処理によって表面

にMgが濃縮することを確実に防止し、アルミニウム合金板の塗装下地処理性を向上させることを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明のアルミニウム合金は、その目的を達成するため、Mg: 2.5~5.5重量%、Cu: 0.05~0.4重量%、Mn: 0.05~0.2重量%、Cr: 0.005~0.1重量%、Ti: 0.01~0.05重量%、Si: 0.08重量%以下、Fe: 0.1重量%以下及びBe: 0.001~0.01重量%を含み、 $A = Mg\% - 1.0 \times Cu\% - 1.000B\% [重量\%]$ で定義されるA値が4以下であり、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に固溶Mg濃度がピークとなる位置で $B = Mg\% / (A 1\% + 0\%)$ 【原子%】で定義されるB値が0.3以下に規制され、残部が実質的にAlであることを特徴とする。このアルミニウム合金は、更にZr: 0.001~0.1重量%、V: 0.001~0.1重量%及びB: 0.001~0.01重量%の1種又は2種以上を含むことができる。

【0007】アルミニウム合金板は、鋳塊を均質化処理し、熱間圧延及び冷間圧延によって所定板厚の冷延板に圧延される。この冷延板に対し、100°C/秒以上の昇温速度で誘導加熱し、450~520°Cの温度範囲に3秒以下保持し、次いで1°C/秒以上の冷却速度で常温まで冷却する溶体化処理を施すとき、表層部のMg濃度が確実に20重量%以下に抑制される。溶体化処理に引き続いて、110~160°Cに1~3時間加熱する安定化処理を行うことが好ましい。アルミニウム合金の冷延板は、たとえば430~450°Cに1~24時間加熱する第1段の均質化処理、480~550°Cに1~12時間加熱する第2段の均質化処理、熱延開始温度500°C以下及び熱延終了温度370~420°Cの熱間圧延、加工率70~90%の冷間圧延を経て製造される。冷間圧延の途中で、必要に応じて中間焼純を行っても良い。

【0008】

【作用】本発明のアルミニウム合金は、基本的にはMgによる固溶強化を利用して強度を向上させた材料であり、Cuによる析出硬化やMn、Cr等による結晶粒微細化を図っている。以下、合金元素及びその含有量について説明する。

Mg: 2.5~5.5重量%

Mgは、強度及び成形加工性を付与する上で必要な合金元素である。しかし、Mg含有量が2.5重量%未満では、強度の向上が不十分である。逆に、5.5重量%を超えて多量のMgを含有すると、強度は増加するものの、成形加工性の改善に与える作用が小さくなる。その結果、DC鋳造中の焼造割れや熱間圧延時のエッジ割れが発生し易くなり、応力腐食割れに対しても敏感になる。このようなことから、本発明においては、Mgの含有量を2.5~5.5重量%の範囲に設定した。

【0009】Cu: 0.05~0.4重量%

Cuは、Mgと同様に強度を付与する合金元素であり、特に塗装焼き付け工程でAl-Cu系化合物の析出によって耐力を向上させる効果が大きい。また、耐応力腐食割れ性の改善にも有効に作用すると共に、溶体化時に材料表面へのMg析出を抑制する作用を呈する。このような作用は、Cu含有量が0.05重量%以上になるととき顕著に現れる。しかし、0.4重量%を超える多量のCuが含有されると、耐糸締性が劣化する傾向がみられる。そのため、本発明においては、Cu含有量を0.05~0.4重量%の範囲に設定した。

Mn: 0.005~0.2重量%

Mnは、焼純後の結晶粒組織を緻細にし、再結晶化組織を制御する作用を呈する。Mn含有量が0.01重量%以下であると、通常の作用が顕著に現れない。しかし、100°C/秒以上の急速冷却を行うとき、Mn含有量0.005重量%以上でも、十分にMnの作用が発揮される。他方、0.2重量%を超える多量のMnが含有されると、粗大金属間化物が発生し易くなり、成形性を低下させる。したがって、本発明においては、Mn含有量を0.005~0.2重量%の範囲に設定した。

【0010】Cr: 0.005~0.1重量%

Crも、Mnと同様に結晶粒組織の緻細化に有効であるが、0.005重量%未満ではその効果が小さい。他方、0.1重量%を超える多量のCrを含有すると、成形加工性が低下する。そこで、本発明においては、Cr含有量を0.005~0.1重量%の範囲に設定した。

Ti: 0.01~0.05重量%

Tiは、Bと共に焼塊の結晶粒径を緻細にし、鋳造割れを防止する作用を呈する合金元素である。しかし、0.01重量%未満のTi含有量では、その効果が小さい。逆に0.05重量%を超えるTi含有量では、Al₃Tiの粗大な粒子を生成し、成形加工性を劣化させる傾向を示す。したがって、本発明においては、0.01~0.05重量%の範囲にTi含有量を設定した。

【0011】Fe: 0.1重量%以下

Feは、延性的の低下を招き、曲げ性、張出し性等の成形加工性を劣化させる有害な不純物である。そのため、自動車外板等の特に高い成形性が要求される用途を考慮し、本発明においてはFe含有量の上限を0.1重量%に規定した。

Si: 0.08重量%以下

Siも、その添加量如何によっては成形性を阻害する不純物元素であり、Feと同様の理由によって上限を0.08重量%に規定した。また、本発明では、塗装焼き付け工程における硬化をMg₂SiではなくAl-Cu系化合物の析出に期待していることから、Siを0.08重量%以下に低下しても必要な強度が確保される。

【0012】Be: 0.0001~0.01重量%

B_eは、アルミニウム合金の溶製時にMgが酸化して消失することを防止と共に、材料の内部から表面に拡散してきたMgの酸化を防止する上で効果的合金元素である。Mgの酸化消耗は、B_e含有量0.0001重量%以上で効果的に防止される。また、0.0001重量%以上のB_eを添加することによって、耐糸締性の改善もみられる。しかし、0.01重量%を超えるB_e含有は、張出し性等の成形加工性を劣化させる傾向を示す。また、本発明のアルミニウム合金は、任意成分としてB、V及びZrを含有することもできる。これら合金元素の作用は、次の通りである。

B: 0.0001~0.01重量%

Bは、Tiと同様に鉢塊の晶粒径を微細にし、鋳造割れを防止する作用を有する合金元素である。しかし、0.01重量%未満のB含有では、その効果が小さい。逆に、B含有量が0.01重量%を超えると、Al₁B₂、Ti₂B₂等の粗大な粒子が生成して延性を低下させ、成形加工性を阻害する。そこで、Bを含有させると、その含有量を0.0001~0.01重量%の範囲に設定する。

【0013】V: 0.001~0.1重量%

Vは、Mn及びCrと同様に加工組織を制御し、最終板の成形性を向上する作用を有する。この効果はV含有量が0.001重量%未満では小さく、0.1重量%を超えると成形性を低下させる。したがって、Vを含ませると、その含有量を0.001~0.1重量%の範囲に設定する。

Zr: 0.001~0.1重量%

Zrは、熱間圧延中の加工組織を制御し、最終板の成形性を向上する作用を有する。この効果はZr含有量が0.001重量%未満では小さく、0.1重量%を超えると粗大な粒子の発生によって伸びの低下を招く。したがって、Zrを含ませるとき、その含有量を0.001~0.1重量%の範囲に設定する。

【0014】以上の合金元素の間に、本発明においては更に次の関係を維持させる。この関係は、本発明者等による多数の実験から経験的に求められたものであり、表層部にMgが濃縮することを防止する上で効果的な指標である。先ず、 $A = (Mg\%) - 10 \times (Cu\%) - 1000 \times (Be\%)$ で定義されるA値が4以下となるように、Mg、Cu及びBe間の成分調整を図る。なお、ここで(Mg%)、(Cu%)及び(Be%)は、それぞれの含有量を重量%で示した数値である。Cu及びBeは、材料中においてMgが表面に拡散することを抑制する元素であり、A≤4の関係を維持するとき本系の合金において溶体化時に材料表面へのMg拡散が抑制され、MgOの成長が抑えられる。

【0015】また、溶体化処理後の材料表面の深さ方向に沿ってMg濃度がピークとなる位置で、B=[Mg%]/([A1%]+[O%])で定義されるB値を0.3

以下に維持することが必要である。なお、[Mg%]、[A1%]及び[O%]は、それぞれの含有量を原子%で表した数値である。B≤0.3が成立するようにMg、A1及びOの間にバランスを図ることにより、深さ方向に沿ってMg濃度が最大の位置でMg量が20重量%以下となり、塗装材の耐糸締性及び塗膜密着性が改善される。たとえば、後述する実施例で使用した試験番号1は、図1に示す濃度分布でA1、Mg及びOが分布している。種々の組成をもつ合金について同様な濃度分布曲線を調査した結果、A≤4及びB≤0.3が満足されるととき、Mgの酸化防止が図られると共に、深さ方向に沿って最大Mg濃度が20重量%以下に抑えられることを解説した。

【0016】本発明のアルミニウム合金は、たとえば通常のDC鋳造によって鉢塊にされる。鉢塊を均質化処理した後、熱間圧延、冷間圧延、中間焼純、冷間圧延の各工程を経て、連続焼純炉で最終熱処理する。均質化処理は、鋳造中に偏析したMg等の元素分布を均質化し、鋳造中に生成した晶出物の形状をコントロールすることにより、製品板の強度、成形加工性等を向上させる。この均質化処理には、低温側の第1段加熱及び高温側の第2段加熱を採用することが好ましい。第1段加熱では、昇温炉内に粗い局所融解(バーニング)が生じない条件下で、鉢塊時に形成されたMg₂、Al₃を可能限りマトリックスに溶し込む。そのため、第1段では、430~450℃に1~2時間加熱する条件が採用される。第2段加熱では、Mgを完全に溶体化し、Al₁Fe等の金属間化合物の形状をコントロールすることにより、成形性を向上させる。この点で、第2段では、480~550℃に1~1.2時間加熱する条件が採用される。

【0017】均質化された鉢塊は、通常の方法で所要の板厚まで熱間圧延される。熱間圧延は、熱間剥離を防止する上で、熱延始温度を500℃以下、热延終温度を370~420℃とすることが好ましい。熱間圧延後、通常の方法によって所要の板厚まで冷間圧延される。このとき、冷間加工率は、最終焼純時の再結晶粒に影響を与える。再結晶粒を微細にするためには、冷間圧延全工程の加工率を7.0~9.0%に設定することが好ましい。加工率7.0%未満の冷間圧延では、再結晶粒が粗大化する場合がある。他方、冷間圧延の加工率が9.0%を超えると、再結晶粒が細くなりすぎ、ストレッチャーストレインマークが発生しやすい。

【0018】また、冷間圧延により加工硬化したアルミニウム合金板は、加工組織を再結晶軟化させると共に、最終板の成形性を制御するため、必要に応じて中間焼純される。中間焼純には、バッチ式焼純炉¹又は連続式焼純炉²が最も効率的である。中間焼純は、必要とする深さ方向性を得るために、r値と伸びとのバランスを考慮した焼純条件が採用される。バッチ式焼純炉で中間焼純する場合、320~350℃に1~10時間

加熱する条件が採用される。この焼純温度が320°C未満ではMgの偏析が助長される傾向がみられ、350°Cを超えると板表面の酸化が盛んになる。連続焼純炉で中間焼純の場合、3秒以内の短時間で400～520°Cに加熱する条件が採用される。連続焼純時の加熱温度が520°Cを超えるとMgの偏析が促進され、400°C未満では十分な再結晶が行われない。中間焼純を行った場合、更に冷間圧延を施し、所定の板厚にする。

【0019】Al-Mg系合金の塗装下地処理性、耐食性を上げるために、アルミニウム合金冷延板の溶体化処理で発生するMgの偏析を防ぐことが重要である。溶体化処理は、冷間加工時に生成された加工組織を再結晶させる作用も有する。溶体化に際しMgが長距離の拡散をするための時間を与えないように、加熱時間は十分短くすることにより、表層部におけるMgの濃縮を抑制することができる。表層部へのMgの濃縮は熱間圧延工程でも生じるが、表面のMgO等を含むMg濃縮層は、熱間圧延によって破壊されるため、製品特性に悪影響を与えない。しかし、溶体化処理時に表層部に堆積したMgは、塗装下地処理性、耐食性等に悪影響を及ぼす。短時間の加熱で十分な溶体化を行うには、インダクションヒーターを用いて内部から満電流による加熱を行うことにより、短時間で高温まで加熱し、その後十分早く冷却することが効果的である。伝熱、赤外線、熱風吹き付け等の表面からの加熱等の他の加熱方法によると、溶体化のための加熱時間が長くなり、表面のMg濃度の上昇が避けられず、また短時間では十分な溶体化の効果が得られない場合が多い。

【0020】板表面にMgが濃縮することなく再結晶及び溶体化を行わせるため、100°C/秒以上の昇温速度で450～520°Cの温度範囲に急速加熱する。昇温速度が100°C/秒より遅いと、拡散し易いMgがアルミニウム合金板の表層部に集積され、塗装下地処理性、耐食性等を劣化させる。溶体化温度が450°C未満では、実用的な処理時間で十分な再結晶及び溶体化が図られない。逆に、3秒を超える長時間の溶体化処理や520°C

を超える溶体化温度では、Mgの濃縮、表面酸化等の欠陥が現れ易い。溶体化処理されたアルミニウム合金板は、降温過程でもMgが拡散する現象がみられるため、1°C/秒以上の速度で冷却される。たとえば、アルミニウム合金板は、冷水、温水、冷風等の吹付け又は浸漬により急速冷却され、焼入れ状態になる。

【0021】溶体化処理されたアルミニウム合金板は、たとえばテンションレベルーラーを使用して0.2～1%程度の引張り変形を加えることにより、溶体化処理で発生した歪みが除去される。しかし、焼直によってアルミニウム合金板の延性が低下し、成形性が劣化する場合がある。そこで、焼正後のアルミニウム合金板に、110～160°Cに1～3時間加熱する安定化処理を施すことが好ましい。安定化処理により、歪みが除去され、本来の伸びが回復する。このためには、安定化処理を110°C以上の温度で1時間以上加熱することが必要である。しかし、160°Cを超える加熱温度や3時間を超える加熱時間では、S₁相、S相等の析出がみられ、強度が向上するものの加工性が劣化する傾向がみられる。このようにして調整されたアルミニウム合金板は、成形後1.6～1.8°Cに20～30分加熱する塗装焼付が行われる。この加熱時にAl-Cu-Mg系の金属間合物等がなるS相やS₁相が析出し、必要とする強度及び硬度をもった塗装板材が得られる。

【0022】

【実施例】

実施例1：表1に示した組成をもつ各種アルミニウム合金を溶製し、厚さ400mmのスラブにDC鍛造した。このスラブに440°C×10時間及び525°C×1時間の2回筋均熱処理を施した後、熱延開始温度450°Cで熱間圧延し、板厚7mmの熱延板を得た。なお、熱延終了温度は、400°Cに設定した。得られた熱延板を板厚1.3mmまで冷間圧延した後、バッテ式焼純炉で340°Cに1時間加熱し、更に板厚1.0mmまで冷間圧延した。

【表1】

表1：使用したアルミニウム合金の組成が表面層のMg濃度に与える影響

試験番号	合金成分及び含有量 (奥部はA1及び不純物、単位:重量%)										A 値	B 値	表面層のMg濃度	測定用	
	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Si	V	Be	Zr	Fe					
1	4.5	0.15	0.08	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	-	-	2.9	0.22	1.4%	本発明
2	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	0.005	-	-	2.9	0.23	1.5%	例
3	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	0.001	-	2.9	0.22	1.5%	明
4	4.5	0.15	0.01	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	-	0.001	2.9	0.22	1.6%	例
5	4.5	0.30	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	-	-	1.4	0.25	1.9%	
6	5.0	0.05	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	-	-	4.4	0.34	2.5%	比
7	4.5	0.01	0.08	0.01	0.02	0.08	0.10	0.0003	-	-	-	4.1	0.38	2.8%	較
8	6.0	-	0.15	0.03	0.02	0.08	0.10	0.0001	-	-	-	5.9	0.56	3.5%	例

A 値: $Cu\% - 1.0 \times Mg\% - 1.000 \times Be\%$ [重量%]

B 値: $Mg\% / (A1\% + O\%)$ [原子%]

表面層のMg濃度: 表面から深さ方向に当る位置でのMg濃度

る。他方、縦軸は、原子%で表した各元素の濃度を示す。

【0023】各板材から70mm×150mmの試験片を切り出し、表2に示す条件で化成処理、電着塗装、中塗り及び上塗りを行った。塗装後の各試験片を40℃の純水に24時間浸漬した後、2mmの升目が100個形成された基盤目を使用した試験で塗膜が残った目的数をカウントする部分でのMg濃度で整理したところ、表3に示すように表面層のMg濃度20%を境として密着性が大きく異なっていた。すなわち、Mg濃度を20%以下に

維持するとき塗膜が剥離した升目がみられなかつたのに對し、Mg濃度が20%を超える場合には最少でも5個の塗膜が剥離した升目がカウントされた。本発明例で優れた塗膜の密着性が得られたことは、化成処理によって

表2：塗装までの各工程

化成処理	脱脂(アルカリ系脱脂剤) → 水洗 → 表面調整(チタンコロイド系表面調整剤に浸漬) → リン酸亜鉛化成処理(市販の処理剤に43°C×2分浸漬) → 水洗 → 乾燥
電着塗装	エポキシ系カチオン電着塗装 膜厚2.5μm 焼付け乾燥 170°C×30分
中塗り	アルキド・メラミン系塗料 膜厚3.0μm 焼付け乾燥 140°C×30分
上塗り	アルキド・メラミン系塗料 膜厚3.0μm 焼付け乾燥 140°C×30分

【0025】実施例2：表1に示した試験番号1のアルミニウム合金を、実施例1と同様に熱間圧延及び冷間圧延して板厚1.0mmの冷延板にした後、表3に示す条件下で溶体化処理した。なお、本発明例及び比較例6、7にあっては昇温速度150°C/秒で溶体化処理温度まで昇温させ、溶体化処理後に降温速度400°C/秒で室温まで冷却した。比較例8では、昇温速度10°C/秒で溶体化処理温度まで昇温させ、溶体化処理後に降温速度150°C/秒で室温まで冷却した。

【0026】溶体化処理された各試験片に、実施例1と同様な工程を経て塗装を施し、化成処理性、耐食性、塗膜密着性等を調査した。化成処理性は、リン酸亜鉛処理後の試験片表面を走査型電子顕微鏡で観察し、リン酸亜鉛結晶の析出状態及び密度を調査し、リン酸亜鉛皮膜の重量で評価し、重量が1.5g/m²以上のものを合格とした。耐食性は、上塗りまで行った試験片にカッターで傷を付けて素地に達するクロスカットを形成し、JIS Z 2371に規定して塩水噴霧試験で調査した。塗

膜との親和性が高い下地が形成されたことに由来する。

【表2】

水噴霧を24時間維持し、続いて温度40°C及び相対湿度80%に維持された恒温恒湿槽に1500時間暴露し、試験片に発生した系状腐食のクロスカットからの長さを測定することにより耐食性を判定した。

【0027】塗膜密着性は、実施例1と同様に基盤目試験で調査し、100個の基盤目のうち塗膜が残った基盤目の数を表した。調査結果を示す表3から明らかなように、450～520°Cに3秒以内の短時間加熱する溶体化処理を行った本発明例では、表面粗のMg濃度が20%以下に抑えられており、化成処理性、耐食性及び塗膜密着性の何れにおいても優れた性質を呈していた。これに対し、長時間加熱した比較例6、高温加熱した比較例7及び比較的小さな昇温速度で加熱した比較例8では、表面層に20%を超える多量のMgが濃縮されており、化成処理性、耐食性及び塗膜密着性の何れもが劣っていた。

【表3】

表3：溶体化処理が塗膜密着性等に及ぼす影響

適 用	試験 番号	溶体化処理		表面層の Mg濃度 (重量%)	化成 処理性	耐食性	塗膜の 密着性	総合 評価
		温度 (°C)	時間 (秒)					
本 発 明 例	1	450	3	14	2.0	0	100	○
	2	480	3	15	2.0	0	100	○
	3	500	1	15	1.9	0	100	○
	4	500	2	16	1.8	0.2	100	○
	5	520	3	19	1.6	0.7	100	○
比 較 例	6	500	5	25	1.3	1.5	95	×
	7	550	2	28	1.2	3.5	80	×
	8	500	2	35	1.0	5.0	80	×

注：化成処理性は、生成したリン酸亜鉛皮膜の重量 (g/m^2) で示す。

耐食性は、糸条腐食の長さ (mm) で示す。

【0028】

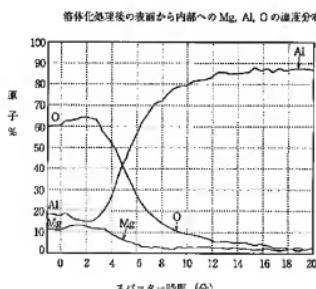
【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、合金成分間のバランスを図ることによって溶体化処理されたアルミニウム合金板表面に濃縮し易いMgを濃度20%以下に抑制している。また、表層部のMg濃度は、昇温速度、降温速度等を含めた溶体化処理条件によつても、確実に20%以下に抑制される。Mg濃縮が抑

制されたアルミニウム合金板は、化成処理性、耐食性、塗膜密着性等に優れた性質を示し、塗装焼付け後に必要な強度及び硬度をもち、自動車外板等として好適な板材になる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 溶体化処理された材料の表面から内部に向かうMg、Al及びOの濃度分布

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 森山 武

愛知県稻沢市小池1丁目11番1号 日本輕
金属株式会社名古屋工場内

(72)発明者 鈴木 利明

愛知県稻沢市小池1丁目11番1号 日本輕
金属株式会社名古屋工場内